

REMARKS

By the present amendment, claims 1 to 3 are pending in the application.

Claim 1 is the only independent claim.

Support For Claim Amendment

In claim 1, support for the upper limit of Si being 0.25% Si may be found in the specification, e.g., at page 7, lines 23 to 24.

In claim 1, support for the limitation directed to hot rolling and cooling may be found in the specification, e.g., at page 5, lines 19 to 25.

In claim 1, --precipitations of TiC-- is supported in the specification, e.g., at page 9, lines 25 to 26.

In claim 1, the claim limitation --and having a hole expandability ratio of 62% or higher-- is supported in the specification by Table 2-1, page 20, Example 2. This claim limitation was suggested in the Advisory Action mailed October 13, 2009 at page 2, paragraph 2.

§103

Claims 1 to 3 were rejected under 35 U.S.C. §103(a) as being unpatentable over EP 0 974 677 to Kawano et al.

Claims 1 to 3 were rejected under 35 U.S.C. §103(a) as being unpatentable over U.S. Patent No. 6,290,784 to Yasuhara et al.

These rejections, as applied to the amended claims, are respectfully traversed.

Patentability

EP 0 974 677 ("EP '677")

In accordance with the suggestion of the Advisory Action mailed October 13, 2009, at page 2, paragraph 2, in order to distinguish over EP '677, independent claim 1 has been amended by the present amendment to recite --and having a hole expandability ratio of 62% or higher--.

In view of the present amendment, it is respectfully submitted that amended independent claim 1, and claims 2 and 3 dependent thereon, are patentable over EP '677.

U.S. Patent No. 6,290,784 ("Yasuhara")

The subject matter of US 6,290,784 (Yasuhara) is directed to a hot rolled steel sheet improved in strength, formability and anisotropy by having two-phase structure of a dispersed second phase in fine and insular form, in addition to the fine graining of a main phase, i.e., ferrite, by repeating lighter reduction as compared to a conventional fine graining technique, during hot rolling, in an austenite region in a low-temperature region of a dynamic recrystallization temperature (see Column 3, line 43 to column 4, line 10) as well as by a silicon solid solution (see Column 7, line 46 to 48).

The subject matter of the present invention is a steel with a microstructure consisting essentially of ferrite and bainite, where the ferrite improves the elongation and precipitates comprised of mainly TiC secure the strength and cause sufficient growth of the ferrite grains to improve the elongation without lowering the burring, then causes the formation of precipitates to secure the strength by a precipitation strength (see specification, page 6, lines 25 to 32).

Therefore, the steel of the present invention is heated in heating furnaces at a temperature higher than the dissolution temperature of TiC, for example at 1200°C or higher (see specification, page 22, lines 22-23), then the steel is cooled down to precipitate TiC dispersedly in fine form in a ferrite phase. (See the attached reference).

The attached reference is 74th and 75th Nishiyama Memorial Seminar, ISIJ (the Iron and Steel Institute of Japan) published May 20, 1981, pages 37, 40-45, 54-63, with partial English translation of pages 54, 55 and 62.

In Yasuhara, a steel sheet is heated at a temperature lower than the dissolution temperature of TiC to promote a dynamic recrystallization of austenite. Therefore, TiC exists in austenite, and TiC is definitely not promoted to precipitate in fine form in a ferritic phase because of a rapid cooling after a rolling. This means that Yasuhara does not disclose or suggest anything about the steel disclosed in the present invention. (See the attached reference).

In support of the above, the examples in Yasuhara do not disclose the steel of Yasuhara containing 0.25% or less Si or 0.4% or more Al (see Table 1). On the contrary, in the present invention the lowest example of Al in the present invention is Table 1-1, Ex. 6, 0.40% Al. In addition, see specification, page 7, lines 23 to 24 where 0.25% or less Si is preferred in the present invention.

Furthermore, Yasuhara does not disclose or suggest anything about cooling a steel sheet in an air-cooling-zone after hot-rolling. This shows that Yasuhara does not have any technical idea of precipitating TiC dispersed in fine form in a ferrite phase.

It is therefore submitted that amended independent claim 1, and claims 2 and 3 dependent thereon, are patentable over Yasuhara.

CONCLUSION

It is submitted that in view of the present amendment and the foregoing remarks, the application is now in condition for allowance. It is therefore respectfully requested that the application, as amended, be allowed and passed for issue.

Respectfully submitted,

KENYON & KENYON LLP

By: John J. Kelly, Jr.
John J. Kelly, Jr.
Reg. No. 29,182

Dated: October 30, 2009

KENYON & KENYON LLP
One Broadway
New York, NY 10004
Telephone No. (212) 425-7200
Facsimile No. (212) 425-5288
CUSTOMER NO. 26646

ATTACHED REFERENCE

PARTIAL ENGLISH TRANSLATION

Reference

74th and 75th Nishiyama memorial seminar, ISIJ (the Iron and Steel Institute of Japan) published on May 20, 1981

Seminar theme: Progress of production technology and application technology of the high-tension steel sheet for an automobile.

Page 54

4.1.3 熱間圧延工程における組織と材質の制御

(1) 熱間圧延における諸因子の関連

実際のポレットストリップミルによる熱間圧延においては、図 23 に示すように各操業因子は相互に関連している。細粒化の主な方法としては、オーステナイトの微細再結晶、再結晶温度以下の圧延、初期ノ粒を微細にするためのスラブ加熱温度の低下、仕上げ圧延後の冷却速度の増加などがある。

(2) スラブ加熱条件の影響

スラブ加熱温度の下限は、(i) 仕上げ圧延を一般圧延より変換点以上で終了させるためと、(ii) Nb, Ti, V などの炭窒化物を溶解させることから決まる。これに対してその上限は、(a) 初期ノ粒の粗大化抑制と、(b) 省エネルギーの観点から決まる。

(translation of the underlined)

4.1.3 Control of a texture and material quality in hot-rolling

(2) Effect of heating condition of a slab

The lower limit of a heating temperature of a slab is decided by (i) terminating the finishing rolling at the Ar3 temperature or higher and (ii) dissolving a carbonitrides like Nb, Ti, V.

鋼中における Nb, Ti, V の炭窒化物および AlN の平衡溶解度積としては次の式がある。

$$\begin{aligned}\log [\text{Nb}] \cdot [\text{C} + 12/14 \text{N}] &= -6770/T + 226 && (\text{Irvine ら}^{25)}) && 22 \\ \log [\text{V}] [\text{C}] &= -9500/T + 6.72 && (\text{成田}^{52)}) && 23 \\ \log [\text{V}] [\text{N}] &= -8700/T + 3.63 && (\text{成田}^{52)}) && 24 \\ \log [\text{Ti}] [\text{C}] &= -7000/T + 2.75 && (\text{Irvine ら}^{25)}) && 25 \\ \log [\text{Ti}] [\text{N}] &= -15586/T + 5.90 && (\text{成田}^{52)}) && 26 \\ \log [\text{Al}] [\text{N}] &= -6770/T + 1.03 && (\text{Irvine ら}^{25)}) && 27\end{aligned}$$

これらの式を図にあらわすと図 24 のようになる。また代表的な鋼組成の場合の各炭窒化物が 100 部溶解する臨界温度を上記の溶解度積から求め、表 6 に示す。

スラブ加熱時の初期 γ 粒は、加熱温度および時間 (t) の増加にともなって粗大化する。一定の温度域では次式が成立する。⁵³⁾

表 6 各種炭・窒化物が溶解する臨界温度

| Precipitation | Composition | Dissolution temp. |
|---------------|---------------------|-------------------|
| 析出物 | 含有量 | 臨界温度(℃) |
| Nb (C,N) | 0.05 %Nb × 0.15 %C | 1275 |
| VC | 0.10 %V × 0.20 %C | 865 |
| VN | 0.10 %V × 0.01 %N | 1040 |
| TiC | 0.10 %Ti × 0.15 %C | 1260 |
| TiN | 0.02 %Ti × 0.005 %N | 1400 |
| AlN | 0.05 %Al × 0.01 %N | 1294 |

Table 6 shows that the dissolution temperature of 0.1% Ti and 0.15% C, in which the steel in Yasuhara (US 6,290,784) is included, is 1260 °C.

(c) 析出強化

Nb, Ti, V などの炭窒化物は図 24 の平衡溶解度積からも明らかなように、熱間圧延工程においては過飽和に固溶しており、 γ 域の温度でも析出する。とくに熱延時の炭による遅延析出が起こる。この γ 域で析出した Nb などの炭窒化物は炭素後の α 相においては炭素との互溶性がなく、鋼中への寄与が小さい。⁷²⁾ すなわち析出強化は α 相域において微細析出させることが重要であるが、これは析出物の生成温度および冷却速度に大きく依存する。低温まで連続冷却する場合、冷却速度が小さいと、徐冷により高温で析出して粒子が成長し過時効となるため析出強化は小さい。冷却速度の増加に伴い、 σ_p は増加するが、冷却速度が早すぎる場合には析出が抑制されるため、 σ_p は小さくなること³¹⁾が知られている。しかし熱延鋼板のようにコイルに巻取られる場合には、コイルの徐冷中に Nb などの炭窒化物が析出し強度を増すことが可能である。これは鋼もどし延

(translation of the underlined)

(c) Precipitation strength

For precipitation strength, it is important that a carbonitride like Nb, Ti, V is precipitated in fine form in α region and this strongly depends on a formation temperature and a cooling rate.

ATTACHED REFERENCE

Pages 37, 40-45, 54-63

自動車用高強度薄板鋼板の製造技術・利用技術の進歩

総目次

| | | |
|---|---|-----|
| 1 | これらの自動車とその材料としての薄鋼板 | 1 |
| 2 | 高強度薄板鋼板の製造技術と新特性 | 35 |
| 3 | 中・高強度薄板鋼板の製造技術と新特性 | 88 |
| 4 | 高強度薄板鋼板の製造技術と新特性 | 125 |
| 5 | 高強度薄板鋼板の自動車への適用性 I —プレス成形性と部材への適用— | 135 |
| 6 | 高強度薄板鋼板の自動車への適用性 II —オートハイクラン系を支持して— | 179 |
| 7 | 今後の自動車成形技術と高強度薄板 | 203 |

昭和56年 5月26日・27日 (第74回)
昭和56年 6月10日・11日 (第75回)

社団法人 日本鉄鋼協会

西山記念技術講座

熱延高強度薄鋼板の製造技術と諸特性

川崎製鐵株式會社 技術研究所

西田 稔

昭和56年 5月26日 (第74回)
昭和56年 6月10日 (第75回)

社団法人 日本鉄鋼協会

目 次

| | |
|---|----|
| 1. 緒 言 | 37 |
| 2. 熱処理速度制御の製造工程と最近の進歩 | 37 |
| 2.1 製造工程の概要 | 37 |
| 2.2 クリンスターム化のための処理技術の進歩 | 37 |
| 2.2.1 熱処理速度 | 38 |
| 2.2.2 熱処理速度の制御 | 38 |
| 2.2.3 速度制御 | 39 |
| 2.3 熱処理速度の進歩 | 39 |
| 2.3.1 キャットリッパミルの原理 | 39 |
| 2.3.2 制御圧延および制御圧延技術の進歩 | 39 |
| 3. 鋼の強化機構とそれによる熱処理速度制御の分類 | 41 |
| 3.1 鋼の強化機構 | 41 |
| 3.1.1 固溶強化 | 41 |
| 3.1.2 析出強化 | 41 |
| 3.1.3 細粒化強化 | 42 |
| 3.1.4 変形強化による強化 | 43 |
| 3.1.5 加工強化 | 43 |
| 3.2 熱処理速度制御の分類 | 43 |
| 4. 従来の熱処理速度制御 | 45 |
| 4.1 フェライト・パーライト鋼 | 45 |
| 4.1.1 組織と材質の関係 | 45 |
| 4.1.2 集合組織と材質の改善 | 60 |
| 4.2 低炭素ベイナイト鋼およびアキンチュラ-フェライト鋼 | 64 |
| 4.2.1 低炭素ベイナイト鋼 | 64 |
| 4.2.2 アキンチュラ-フェライト鋼 | 66 |
| 5. 新しい熱処理速度制御 (Dual phase 鋼板) | 67 |
| 5.1 製造方法 | 67 |
| 5.1.1 熱処理速度制御法 | 67 |
| 5.1.2 熱処理のまの方法 (As rolled 法) | 67 |
| 5.2 熱処理 dual phase 鋼板の組織と材質におよぼす製造条件の影響 | 68 |
| 5.2.1 連続熱処理 dual phase 鋼板 | 68 |
| 5.2.2 As rolled 熱処理 dual phase 鋼板 | 69 |

(4) の関係として表わすことができる。

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_1 d^{-1/2}$$

$$T_{10} = A - B d^{-1/2}$$

(1)式は Hall - Petch 式^{3), 20)}、(2)式は同様に Cottrell - Petch 式¹¹⁾である。ここで、 σ_0 はフェライト地の強度で、 k_1 、 A 、 B は定数である。

したがってフェライト結晶粒を微細化すれば、 σ_y の上昇、 T_{10} の低下という好都合な変化を生ずることになる。これを微細する技術が制御圧延 (controlled rolling) と制御冷却 (controlled cooling) であり、前者は圧延前の加熱から最終圧延までの全過程を制御し、 d の微細化により高強度を得る方法¹²⁾で、後者は最終圧延終了後さらに冷却速度を制御して、 d の微細化をさらに促進させる方法である。

さて、熱延導鋼板は通常圧延した 20 mm 前後の厚さのシートバーを仕上圧延により A_1 、 A_2 、 A_3 温度点以上の温度で 2~3 mm 厚に圧延しており、仕上圧延の全圧下率は約 40% と非常に大きなものとなる。したがって、通常の熱延導鋼板は従来から制御圧延を行っているといえる。この意味では微細化を促進せず制御圧延だけでさらにフェライトを微細化させ高強度を得る余地は小さく、強度などの性質を安定化させるために制御圧延技術を活用していると考えてよい。これ

に対し、仕上圧延後コイルに巻取するまでの間で行う冷却は、フェライトの微細化に大きな影響を及ぼす。その例を図 5 (2) と図 6 (1) に示す。図 5 から熱延終了後、急冷開始までの時間が短かいほど微細なフェライト粒は微細化し、降伏応力も増加すること、そして図 6 から従来の品質管理上のポイントであった圧延終了温度とコイル巻取速度がそれぞれ同一であっても、ランナウトターブル上の冷却パターンを巡ることで通常の倍の冷却速度でも強度が変化し、冷却初期の高速度での冷却速度を大きくした方が強度が高くなることがわかる。これもフェライトの微細化効果によるものである。

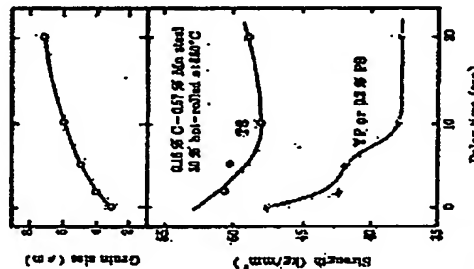
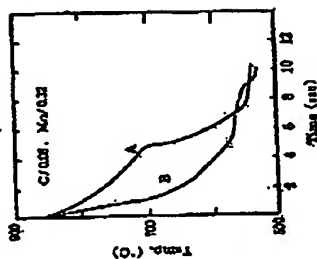


図 5 試料 (Q195C-Q195C-Mn) のフェライト粒の微細化、降伏応力、引張強さにおよぼす圧延後 800°C の急冷開始から冷却までの冷却速度の影響¹³⁾

| | A | B |
|--------------------------|------|------|
| YTP (kg/mm²) | 25.5 | 27.1 |
| T ₁₀ (kg/mm²) | 24.5 | 25.4 |
| 2L (50) | 44 | 43 |

図 6 微細の引張特性におよぼす仕上圧延後コイル巻取までのランナウトターブル上の冷却速度の影響¹⁴⁾



8 鋼の強化機構とそれによる熱延高強度鋼板の分類

8.1 鋼の強化機構

8.1.1 固溶強化

固溶強化は Fe 中に固溶する元素の原子半徑が Fe の原子半徑と異なることによって生ずる格子ひずみにより、位相の運動に対する抵抗力を高める効果によるものである。図 7 に示すように、C、N などの原子が Fe 格子間に入り込む固溶強化と Fe 原子が S、Mn、P などの原子と置きかえる置換型固溶強化がある。フェライト側における各元素の固溶強化量を図 8 に示す。C、N などの侵入型固溶強化元素の強化効果は置換型固溶強化のそれに比べて格段に大きく、常温における固溶量が少ない、また高圧冷却処理などにより過飽和に固溶させても固溶効などによる析出強化が大きく、とくに低温を低下させるので好ましくない。

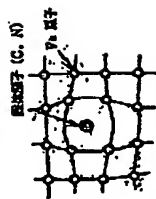
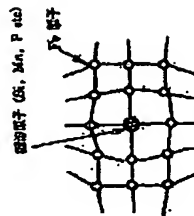


図 7 置換型固溶強化



析出強化は微細な析出物 (主として炭・窒素) が位相の運動を妨害するために生ずるものである。一般には Orowan の理論¹⁵⁾がもっとも理解しやすい。析出物の強度が大きい場合、図 9 に示すように低位は析出物の間を通りぬけ

で近似し、後に析出物の周囲に応力ループを誘す。このとき必要な外力 (σ_c) は

$$\sigma_c = \frac{b \cdot A}{l}$$

(b : 剛性率, l : 析出粒子間の距離, b : パーガースベクトル)

となり、析出物が細かく分散すればするほど大きな強度を与えることを意味している。また図10

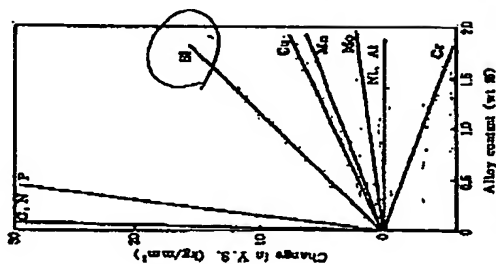


図8 フェライト固溶体中の析出物による強度の増大効果 (1)

に示すように析出物が母相の格子と整合性 (coherency) を持っている場合には、析出物の周囲の母相格子にひずみが生じ、応力の増大を招く。析出物の析出強化は、ひずみによる増大効果 (coherency) を除く。母相と整合性を有する析出物の形成とフェライト位相の析出強化により、強度が増大する。したがって、一部の析出物は母相の格子と整合性を有するものと、一部の析出物は母相の格子と整合性を有しないものとに分かれる。

析出物の析出強化は、母相の格子と整合性を有するものと、一部の析出物は母相の格子と整合性を有しないものとに分かれる。析出物の析出強化は、母相の格子と整合性を有するものと、一部の析出物は母相の格子と整合性を有しないものとに分かれる。

3.1.3 析出強化

結晶は母相の格子と整合性を有するものと、一部の析出物は母相の格子と整合性を有しないものとに分かれる。析出物の析出強化は、母相の格子と整合性を有するものと、一部の析出物は母相の格子と整合性を有しないものとに分かれる。

Nb, Ti, Vなどを添加した鋼板では非常に微細な析出物が得られている。このため強度増加のために、鋼板の製造工程においてさらに大規模に析出物を微細化することは困難である。このことから析出強化はとくに析出強化と固溶強化などの効果に付随する効果として取扱う方が理解しやすい。

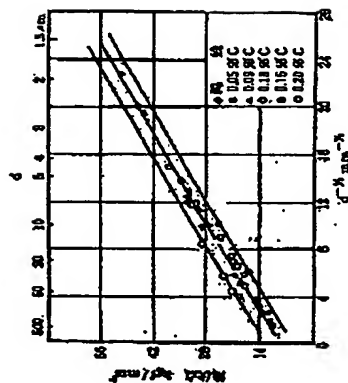


図11 析出強化と母相強度の関係 (1)

3.1.4 析出強化による強化

約100℃以上に加熱するとオーステナイト相になる。これを急冷するとマルテンサイト相になる。マルテンサイト相は非常に高い応力密度をもち強度が非常に高い。たとえば0.1% Cを含むマルテンサイトでも引張強度が100 kg/mm²以上を得ることができるが、伸びが3%程度しかなくほとんど加工することができない。

この応力を改善するために、(1)均一析出強化型のベイナイト相やアラキュラ-フェライト相と、(2)最近開発された境界的に存在している二相強化型の dual phase 鋼がある。この dual phase 鋼はフェライトとマルテンサイトの混合組織 (さらには微量のオーステナイトも含まれる場合がある) から成り、強度と塑性のバランスが非常に優れている。

3.1.5 加工強化

加工により強度を増加させることによって強度を得るもので、合金元素を用いないものも多量である。加工強化により強度が増加するためプレス加工の強い用途には適さない。またスポット溶接の強化などの用途もある。現在、熱延鋼板への応用例はないが、冷延鋼板では冷延圧延後退火によるため、冷延鋼板で回火強化を行う recovered steel がもっともよく知られている。

3.2 熱延鋼板の強化

各種熱延鋼板の強化は、その組織、得られる引張強度、降伏比、塑性などを考慮すると表1のようになる。表中のNb, Ti, Vを添加した析出強化鋼板にさらに

すは、高強度鋼板をHSLA鋼という名称で呼ぶことがある。これはhigh strength low alloy steelを略したもので、とくに米国においてよく使用される。本来は自動車用を含めて強度の合金元素を添加する高強度鋼全体を呼ぶ名称であるが、Nb、Ti、Vを添加した析出強化型高強度鋼のみをHSLA鋼と呼び、他の高強度鋼と区別することもある。

原稿は、地方自治の英字

従来の高感度型型には、固着型と析出槽化型のフュージト・バーライト型および均一型と浸漬槽化型であるペイナイト型、アキュエー・フュージト型、マルテンサイト型を含む。そして、この組織に性質設計の基本となる方と製造関係の要素を添へる、なる、これらに關しては Pickering の著した特論 (14, 15) がある。

6.1 フェライト・バーライト類

1.1.1 組織と付置の関係

多量合金の腐食速度の基本式は図式で示した Hall-Petch の関係^{9, 10)}である。
 σ_0 は強化係数別にさらに細い項に分割できる。すなわち格子歪化 σ_{ϵ} 、析出
 強化 σ_p 、粒位強化 σ_g であり、これらに寄与する各要素を元素の強度を併せた実験式もいく
 つか報告されている。¹¹⁾また粒面組織が変化した場合にはさらに単位面積強化 σ_u を加すべき
 との指摘^{12, 13)}もなされている。したがってこれらの項を加すると Hall - Petch の関係は次
 のようになる。

$$e = a + e + e + e + k - \frac{1}{2}$$

多価金属の阻性に関しても原料・触媒遷移金属は $\text{Pt}(\text{C}_2\text{H}_5)_2$ により与えられた。これを固
 体化したものに図式に示した Collrell - Peitch の図解¹¹⁾がある。こゝでも阻性に各強化触媒の
 影響を比較してより明瞭である。(図 10)

$$Y = (c_1 + c_2 + c_3 + c_4 + c_5 + c_6) + p_1 p_2^{-1} \quad (5)$$

山 東 省

(a) 超粒化の影響
 Peeling²¹⁾ は 0.55 G までの低 C-H 個の海状強度 (Y.S.) と引張強さ (T.S.) に與する最近の研究 (R. L. 21) をまとめ次式を示した (N₁ は図 6 N である)。

$$\frac{1}{2} - p \leq 2L + (N_{98} + 158) \omega + 69 - \log_{10} \frac{1}{2} - \frac{1}{2} \quad (9)$$

[illegible][illegible]

1 第1 章 日本経済の発展と国際化の背景

[illegible]

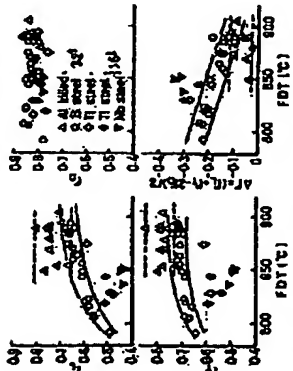


図 21 融解開始の温度と変換率との関係 (Fe-FeO系)

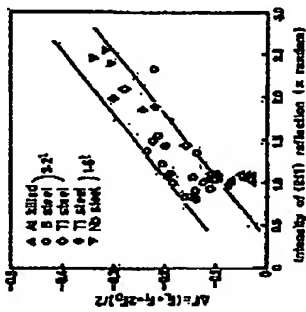


図 22 変換率と変換温度との関係 (Fe-FeO系)

4.1.3 熱間圧延工程における組織と材質の制御

(1) 熱間圧延における変換率の制御

変換率のコントロールは、圧延温度と圧延速度との関係、図 23 に示すように変換率因子は相互に関連している。変換率の主な方法としては、オーステナイトの微細化、再結晶温度以下の圧延、初期圧延を微細にするためのスラブ加熱温度の低下、仕上げ圧延の冷却速度の増加などがある。

(2) スラブ加熱条件の影響

スラブ加熱温度の低下は、仕上げ圧延を一般には、変換率の上で低下させる。Al, Nb, Ti, V などの微細化を促進させることから決まる。これに対してその上は、初期圧延の再結晶抑制と、(4) 節 エネルギーマーの観点から決まる。

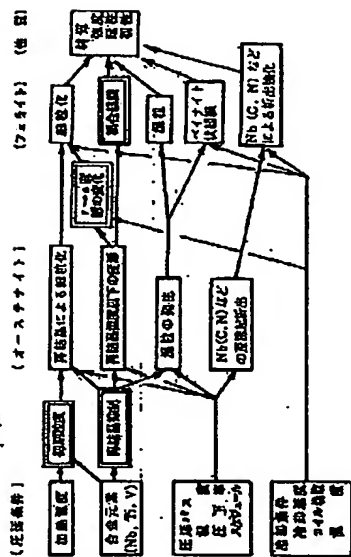


図 23 変換率因子と変換率との関係

図 23 における Nb, Ti, V の変換率因子は、Al, Nb, Ti の変換率因子として次の式がある。

$$\begin{aligned} \log (Nb) &= (C + 12/14N) - 8770/T + 2.28 \quad (\text{Irvine の式}) \\ \log (V) &= (C) - 8500/T + 6.72 \quad (\text{Irvine の式}) \\ \log (Ti) &= (N) - 8700/T + 3.53 \quad (\text{Irvine の式}) \\ \log (Ti) &= (C) - 7000/T + 2.75 \quad (\text{Irvine の式}) \\ \log (Ti) &= (N) - 16395/T + 5.50 \quad (\text{Irvine の式}) \\ \log (Al) &= (N) - 8770/T + 1.03 \quad (\text{Irvine の式}) \end{aligned}$$

これらの式を代入すると図 24 のようになる。

また、変換率因子の組成の場合、変換率因子が 100 変換率の場合、変換率の上の微細化から求め、図 25 に示す。

スラブ加熱時の初期圧延は、加熱温度および時間 (t) の増加とともに変換率が増加する。一定の温度域では変換率が低下する。

$$X = 1 - e^{-k t}$$

ここで、X は変換率、t は圧延時間、k は変換率因子であり、変換率因子は Nb, Ti, V の変換率、Nb の変換率と加熱温度および圧延時間の関係 (4) を示す。図 26 に Nb, C, N 量と加熱時間 25 秒との関係 1150 ~ 1190 °C における変換率の関係を (4) を示す。同一温度では (Nb) × (C + 12/14N) の値が大きいほど、変換率は小さく、またこの値が変換率と

図よりも大きい場合、すなわちNbが完全に固溶せず一部がNb(C, N)析出物として残存しているとき、γ相は一部小さくなる傾向がある。なお、Ti添加鋼ではTiNが高温でも溶解しにくいから、もっとも固溶能力が強く、加熱時のγ相も図4⁽⁴⁾。

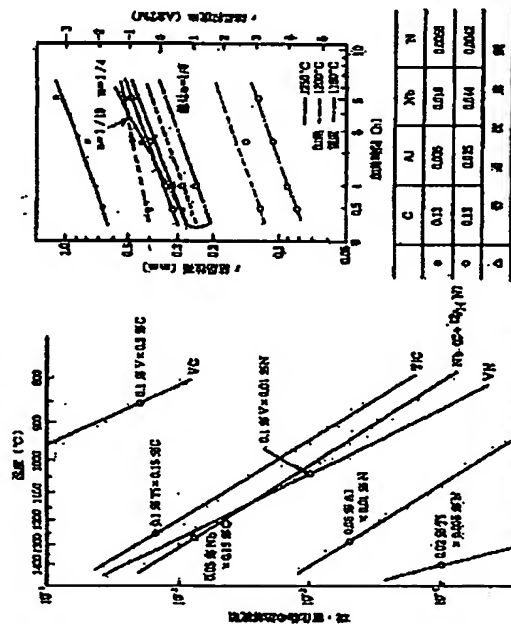


図14 各種成分・添加物組成のγ相組成率

図25 各種の1150-1250°Cにおける加熱時間とγ相の組成率の関係

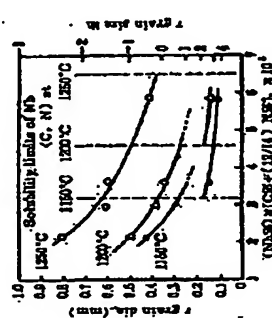


図26 1150, 1200, 1250°C×2hの加熱条件下における(Nb)(N)×[C+12/16(N)](%)とγ相組成率の関係

図27 50-100mmの両結晶粒の平均圧縮率と圧下率の割合

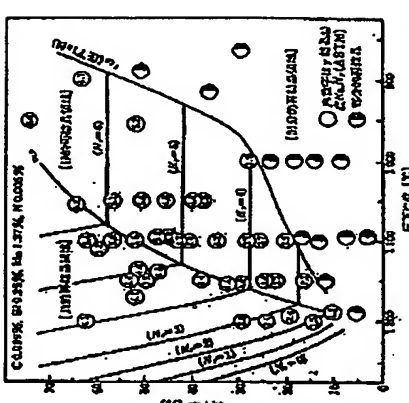


図28 Nb鋼の圧縮率50%時のγ相組成率(0.16C-0.36Si-1.41Mn-0.05Nb, N₂:オーステナイト組成率%)

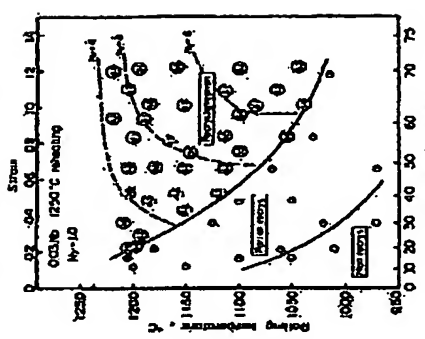


図29 Nb鋼の圧縮率50%時のγ相組成率(0.16C-0.36Si-1.41Mn-0.05Nb, N₂:オーステナイト組成率%)

図29 Nb鋼の圧縮率50%時のγ相組成率(0.16C-0.36Si-1.41Mn-0.05Nb, N₂:オーステナイト組成率%)

結果的に冷却速度も大きいのでベイナイトが発生し、硬度や強度を劣化させる。すなわち、ベイナイト出現開始温度（B₁点）より若干高目の温度まで急冷を行い、B₁点以上の温度でコイルに巻取ることがもっとも好ましい。

(14) 連続冷却時の硬度変動

ホットランチンフルでの連続冷却時およびコイル巻取後の硬度変動は熱処理品の組織と材質に密接な関係を持つ重要な要因である。フェライト組織などの硬質相を促進させる硬質相を抑制し、高温時に移行させる）因子としては、Si、Pの低減、C量の減少、r度の増加および未再結晶化状態による変形等の因子¹⁷⁾がある。これと反対に硬質相を抑制するものにCr、Mn、Mo、B、固溶状態のNb、VおよびTiがある。^{18, 19)}また圧延後の冷却速度が大きい場合には、フェライト硬相が促進される。このため硬質相を生じたフェライト硬相の成長が抑制され、フェライト硬相が抑制される。またC量の減少、r度の増加ならぬは未再結晶化状態による変形等の因子を行った場合には、冷却速度を大きくかつT₁温度を低下させても、フェライト硬相が短時間で起こりやすくなるため硬質相に有害なベイナイトの生成が抑制される。

(15) 析出硬化

Nb, Ti, Vなどの炭素化合物は鋼中の平均炭素濃度よりも高くなると、熱処理工程においては硬質相に固溶しており、r度の温度でも析出する。とくに熱処理の途には硬質相析出が起る。このr度で析出したNbなどの炭素化合物は鋼中のr度においては炭素との複合相が少なく、強度への寄与が少ない。²¹⁾すなわち析出硬化にはr度において硬質相析出させることが重要である。また硬質相析出物や炭素濃度を大きく増加する。析出まで連続冷却する場合には、冷却速度が小さいと、後冷により高温で析出して炭素が炭素と過剰とされるため析出硬化は小さい。冷却速度の増加に伴い、r度は増加するが、冷却速度が速くなる場合には析出が抑制されるため、r度は小さくなること²¹⁾が知られている。しかし熱処理鋼板のようにコイルに巻取られる場合には、コイルの巻取中にNbなどの炭素化合物が析出し強度を増すことが可能である。これは鋼でも鋼板でもどでの2次析出硬化に相当する。図34にNb, Ti, Vの炭素化合物の析出量と化学分析によるもので、硬度の影響を示す。²²⁾熱処理時間が1hの場合、Nb, Ti, Vの炭素化合物の析出量と化学分析によるもので、硬度の影響を示す。なおこの図のNb, Ti, Vの炭素化合物の析出量は化学分析によるもので、硬度の影響を示す。熱処理時間が1hの場合、Nb, Ti, Vの炭素化合物の析出量と化学分析によるもので、硬度の影響を示す。熱処理時間が1hの場合、Nb, Ti, Vの炭素化合物の析出量と化学分析によるもので、硬度の影響を示す。

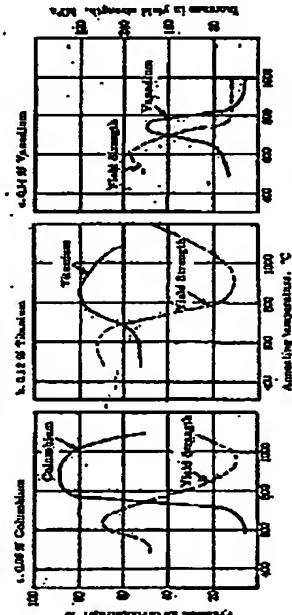


図35 Nb, Ti, V鋼の炭素化合物の析出量と化学分析による析出物量の関係²¹⁾

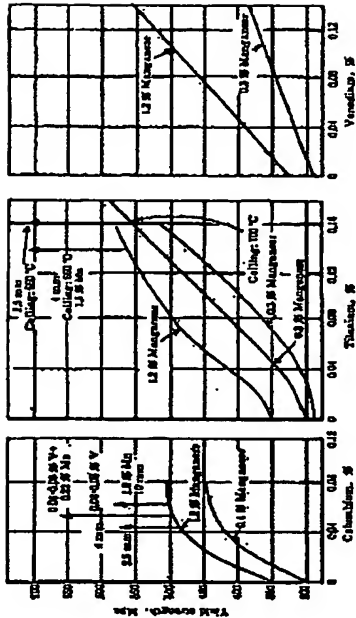


図36 0.05% Nb-0.15% Ti-0.15% V鋼の炭素化合物の析出量と化学分析による析出物量の関係²¹⁾

析出硬化に寄与する炭素化合物を含んでいない。図39には熱処理鋼の強度におよぼすNb, Ti, Vの影響を示す。²³⁾0.05% Nbの場合、Nb鋼の強度は0.05% Nbで強化されるのに対して、Ti鋼はそれより強化は大きく、Nb鋼の強度は600℃正側に達することにより、著しく強度を増加させることが可能である。

4.3 低炭素ベイナイト鋼およびアリンフェライト鋼

オーステナイトから焼入れしたものは冷間硬化に依存してマルテンサイト、下部ベイナイト組織、上部ベイナイト組織が形成される。図37に示すように低炭素鋼の組織は炭素が低く、マルテンサイトとベイナイトに分離される。このマルテンサイトには小粒の炭素が分散する。

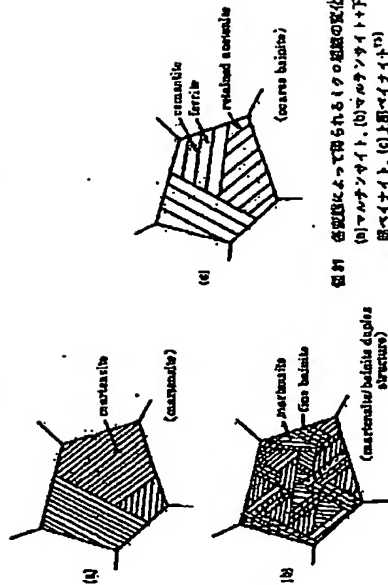


図37 低炭素鋼によって得られる(ア)マルテンサイトの形成、(b)マルテンサイトと下部ベイナイト、(c)上部ベイナイトの形成²⁴⁾

第74・75回西山記念技術講座
自動車用高強度薄板鋼板の
製造技術・利用技術の進歩 (限定版)

発 行 日 昭和54年5月22日
 編集発行所 社団法人 日本自動車協会
 発 行 所 〒100 東京都千代田区千代田1-3-4
 社団法人 日本自動車協会

© COPYRIGHT 1981 社団法人 日本自動車協会
 本書に掲載されている記事の無断転載を一切に禁じます。